

熱間鍛造を施した超高強度低合金 TRIP 鋼の水素脆化特性

津山工業高等専門学校 機械工学科

講師 北條智彦

(平成 21 年度一般研究開発助成 AF-2009019)

キーワード：熱間鍛造，超高強度鋼，水素脆化

1. 緒言

近年，自動車の衝突安全性と車体軽量化による燃費向上を目的にピラー類やメンバー類，シートフレームには 590～980MPa 級の高強度鋼板が用いられている．今後，自動車用超高強度鋼板は 980MPa を超える超々高強度鋼板が必要となると予想される．さらに，自動車用鍛造部品も超高強度鋼板と同様に超高強度化による軽量化が期待され，とくにエンジン部品は軽量化に加えてエンジン効率の向上も期待できる．

自動車用超高強度鋼板のなかで，残留オーステナイト (γ_R) の変態誘起塑性¹⁾ (TRIP) を有効に利用した低合金 TRIP 鋼は優れたプレス成形性²⁻⁷⁾，衝撃特性⁸⁾，疲労特性^{9, 10)}，および耐遅れ破壊特性¹¹⁻¹⁵⁾ を有することが報告されている．そのため，この超高強度低合金 TRIP 鋼を自動車用鍛造部品に適用することによって，衝撃特性，疲労特性，および耐遅れ破壊特性を向上した自動車用超高強度鍛造部品が開発されることが期待される．これまでの研究によって超高強度低合金 TRIP 鋼に熱間鍛造することによって組織微細化と γ_R 特性の向上が達成されたことが報告されている．しかし，熱間鍛造を施した超高強度低合金 TRIP 鋼の水素脆化特性に及ぼす熱間鍛造の影響を調査した研究はない．

そこで本研究では，超高強度低合金 TRIP 鋼を自動車用鍛造部品に適用することを目的として，0.2-0.4%C-1.5%Si-1.5%Mn の化学組成を有する超高強度低合金 TRIP 鋼の水素脆化特性に及ぼす熱間鍛造の影響を調査した．

2. 実験方法

供試鋼には 0.2-0.4C-1.5Si-1.5Mn (mass%) の化学組成を有する 3 種類の熱延丸棒鋼 (ϕ 32mm) を用いた．これらの供試鋼の化学組成を表 1 に示す．また，表中には式 (1)¹⁶⁾ より求めたマルテンサイト変態開始温度 (M_S 点) も示す．

$$M_S (^{\circ}\text{C}) = 550 - 361 \times (\%C) - 39 \times (\%Mn) - 17 \times (\%V) - 20 \times (\%Cr) - 10 \times (\%Cu) - 5 \times (\%Mo + \%W) - 0 \times (\%Si) + 15 \times (\%Co) + 30 \times (\%Al) \quad (1)$$

ここで，%C，%Mn，%V，%Cr，%Cu，%Mo，%W，%Si，%Co，%Al はそれぞれの合金元素の添加量 (mass%) である．

表 1 供試鋼の化学組成 (mass%) とマルテンサイト変態開始温度 (M_S ($^{\circ}\text{C}$))

	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	O	N	M_S
A	0.20	1.52	1.50	0.004	0.0021	0.039	0.050	0.020	0.0018	0.0010	0.0011	420
B	0.28	1.51	1.52	<0.005	0.0011	0.041	0.051	0.020	0.0016	0.0010	0.0012	391
C	0.42	1.50	1.51	<0.005	0.0009	0.043	0.050	0.020	0.0018	0.0019	0.0035	341

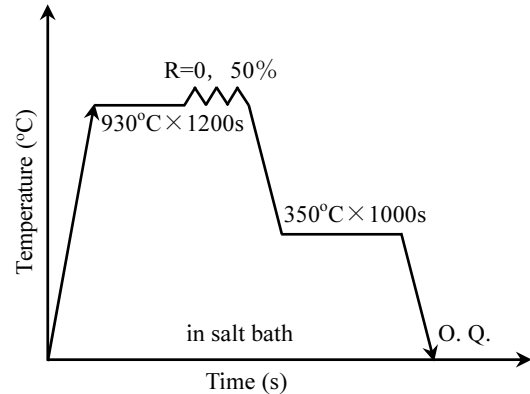


図 1 TBF 鋼の熱間鍛造熱処理線図

これらの鋼から長さ 90mm，幅 32mm，厚さ 20mm の熱間鍛造試験片を切り出し，図 1 に示す熱間鍛造熱処理を施した．すなわち，930 $^{\circ}\text{C}$ の塩浴中で 1200s の γ 域焼鈍後，600 トンプレス機により圧下率 $R=0\%$ または 50%，一段の熱間鍛造を施し，引き続き 350 $^{\circ}\text{C}$ \times 1000s のオーステンパー処理を施し，母相をベイニティックフェライトとした超高強度 TRIP 型ベイニティックフェライト鋼 (TBF 鋼) を製造した．

水素脆化試験は熱間鍛造熱処理の完了した熱間鍛造試験片の 1/4 厚さの部分から切り出した JIS14B 号引張試験片 (ゲージ長さ 15mm，幅 6mm，板厚 1.2mm) を用い，インストロン型万能試験機により試験温度 25 $^{\circ}\text{C}$ ，クロスヘッド速度 1mm/min (ひずみ速度 $8.3 \times 10^{-4}/\text{s}$) で水素吸蔵前後に引張試験を行った．水素脆化特性は式 (2) により求めた水素脆化感受性 (HES) により評価した．

$$HES = (1 - \epsilon_1 / \epsilon_0) \times 100 \% \quad (2)$$

ここで， ϵ_0 ，および ϵ_1 は水素吸蔵前後の全伸びを示す．水素チャージは陰極チャージ法 (陰極：白金)^{14, 15)} により行った．水素チャージ液には 3 %-NaCl + 3 g/l -NH₄SCN 溶液を用い，水素チャージ温度 25 $^{\circ}\text{C}$ ，電流密度 10 A/m² で 48 時間の水素チャージを行った．

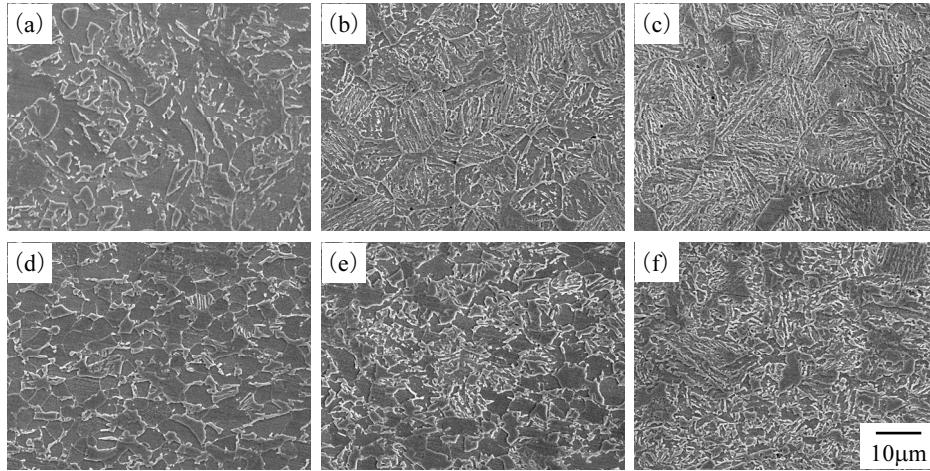


図2 熱間鍛造熱処理を施した TBF 鋼の微細組織写真 (a) A 鋼, R=0%, (b) B 鋼, R=0%, (c) C 鋼, R=0%, (d) A 鋼, R=50%, (e) B 鋼, R=50%, (f) C 鋼, R=50%

表2 熱間鍛造熱処理を施した TBF 鋼の引張特性

	R	TS	YS	YR	PL	TEI	UEI	RA
A	0%	748	528	0.61	289	32.6	21.4	39.9
	50%	837	500	0.60	225	25.4	21.5	36.2
B	0%	950	749	0.79	319	33.2	22.5	38.7
	50%	959	559	0.58	219	26.8	21.8	32.0
C	0%	1097	937	0.86	351	31.9	24.4	44.7
	50%	1122	788	0.71	253	27.6	24.1	32.2

R: compression ratio, TS (MPa): tensile strength, YS (MPa): yield stress or 0.2% offset proof stress, YR: Yield ratio, PL (MPa): proportional limit, TEI (%): total elongation, UEI (%): uniform elongation, RA (%): reduction of area

3. 実験結果

3.1 微細組織と引張特性

図2に熱間鍛造熱処理後の TBF 鋼の組織の SEM 写真 (ナイタール腐食) を示す。A 鋼, B 鋼は M_S 点以下でオーステンパー処理されているため, 母相組織は転位密度が高いベイニティックフェライト (α_{bf}) ラスとマルテンサイト (α_m) ラスからなり, γ_R はそれらのラス境界に沿ってフィルム状に存在していた。A 鋼はラス母相が粗大化し, 塊状フェライトが存在したが, 0.3% C の B 鋼は微細均一なラス組織となっていた。一方, C 鋼は M_S 点以上でオーステンパー処理したため, 微細均一な α_{bf} ラス母相を有しており, ラス境界に微細にフィルム状 γ_R が存在していた。A 鋼は R=50% の熱間鍛造熱処理により $10\mu\text{m}$ 以下の結晶粒径の非常に微細な塊状フェライトに変化し, γ_R または α_m の第二相が多量に析出した。B 鋼は R=50% の熱間鍛造熱処理を施すことによって旧 γ 粒界, およびラス組織は崩れ, 一部でポリゴナルフェライトが析出したことが観察された。また, C 鋼は一樣に旧 γ 粒界, およびラス組織が崩れ, 非常に微細, 均一な組織へと変化した。

表2に熱間鍛造熱処理を施した TBF 鋼の引張特性を示す。また, 図3に熱間鍛造熱処理 TBF 鋼の応力ひずみ線図を示す。さらに, 図4に熱間鍛造熱処理 TBF 鋼の引張強さ (TS), 降伏強さ (YS), 比例限度 (PL) と炭素量の関係, および全伸び (TEI), 一樣伸び (UEI) と炭素量の関係を示す。TBF 鋼は炭素量が増加するに連れて引張強さ, 降伏強さ, および比例限度が上昇し, 全伸び, 一樣伸びが大きくなった。いずれの TBF 鋼も R=50% の熱間鍛造を施すことによって TS は若干

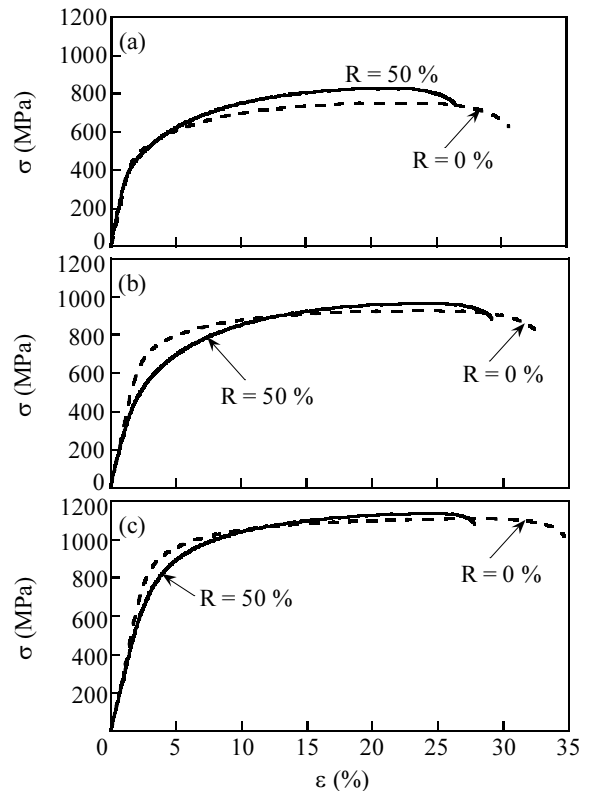


図3 熱間鍛造熱処理を施した超強度 TBF 鋼の応力ひずみ線図 (a) A 鋼, (b) B 鋼, (c) C 鋼

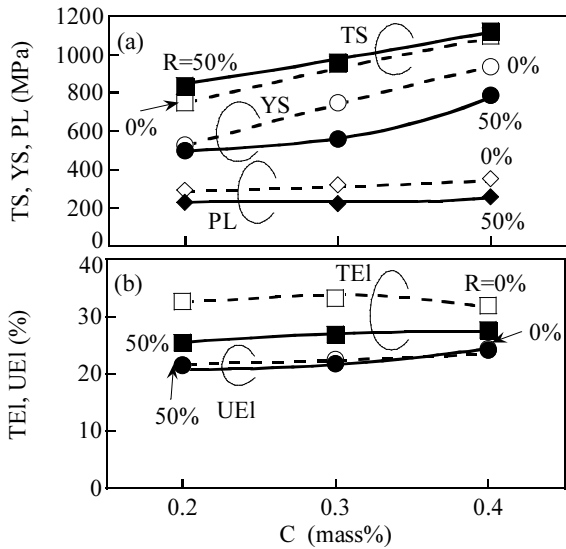


図4 熱間鍛造熱処理を施したTBF鋼の引張強さ(TS), 降伏強さ(YS), 比例限度(PL), 全伸び(TEI), および一様伸び(UEI)と炭素量の関係

上昇したが, YS, および PL は低下し, 炭素量が多いほうがその傾向が顕著に現れた. また, 全伸びは熱間鍛造熱処理により小さくなったが, UEI に大きな変化はみられなかった. 熱間鍛造 TBF 鋼の強度延性バランス

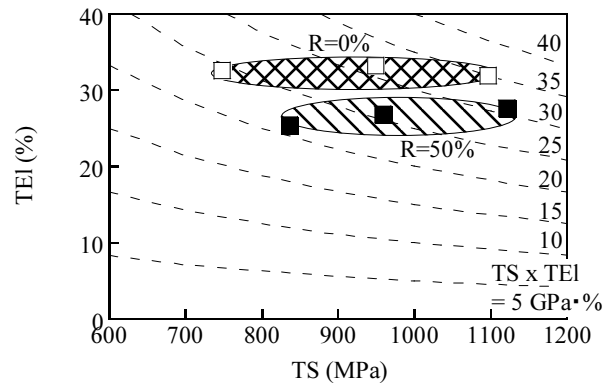


図5 熱間鍛造熱処理を施したTBF鋼の全伸び(TEI)と引張強さ(TS)の関係

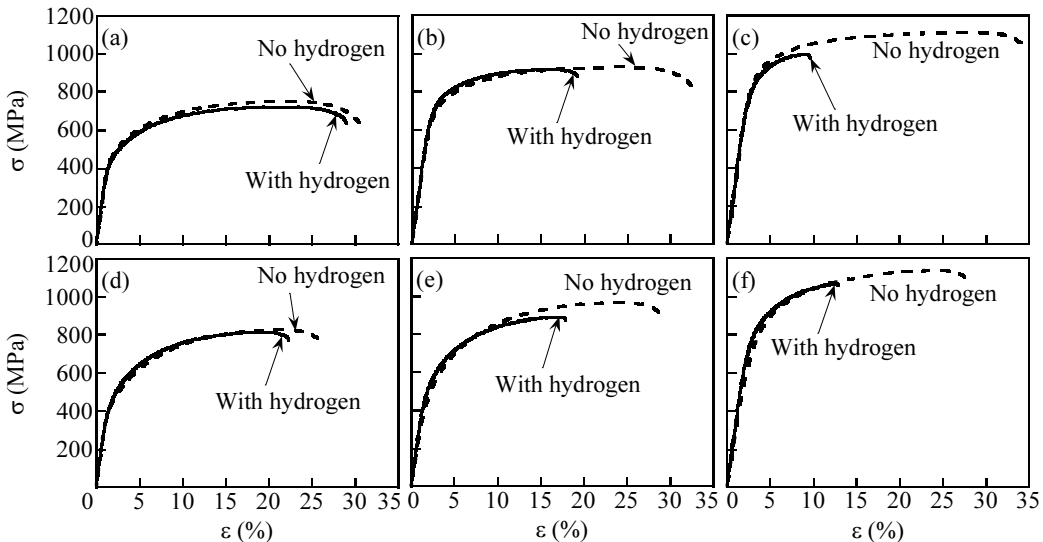


図6 水素吸蔵前後の熱間鍛造熱処理を施した超高強度TBF鋼の応力ひずみ線図 (a) A鋼, R=0%, (b) B鋼, R=0%, (c) C鋼, R=0%, (d) A鋼, R=50%, (e) B鋼, R=50%, (f) C鋼, R=50%

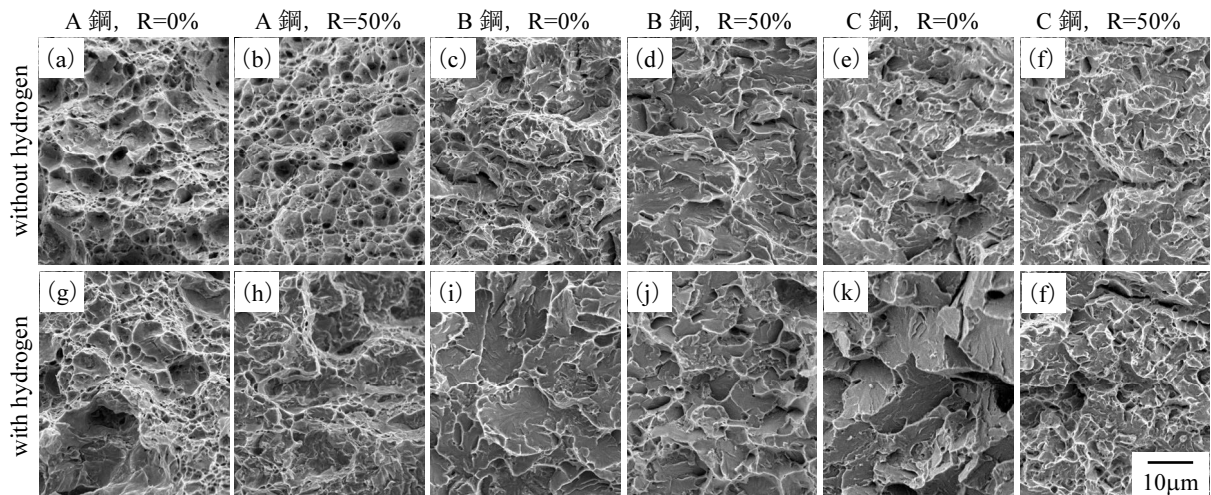


図7 水素吸蔵前後の熱間鍛造熱処理を施した超高強度TBF鋼の破面写真

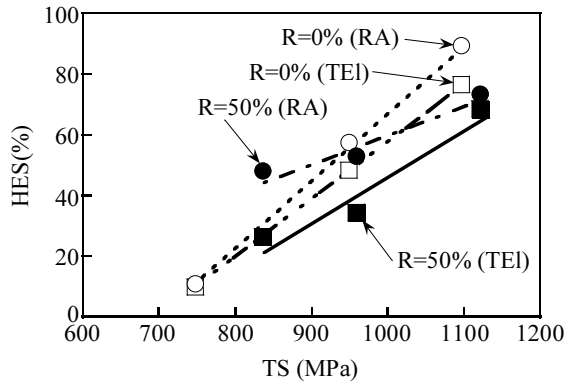


図8 熱間鍛造熱処理を施した超高強度 TBF 鋼の水素脆化感受性 (HES) と引張強さ (TS) の関係

($TS \times TEI$) は図5に示される。TBF 鋼は炭素量が増加するにしたがって $TS \times TEI$ は上昇し、R=50%の熱間鍛造熱処理によって若干低下した。

3.2 水素脆化特性

図6に水素吸蔵前後のTBF鋼の応力ひずみ線図を示す。R=0%のA鋼では水素吸蔵によっても応力ひずみ線図に大きな変化はみられなかった。また、R=50%の水素吸蔵後のA鋼は水素吸蔵前のものよりも少し低ひずみ域で破断した。いずれの圧下率においても、炭素量が増加するにしたがって全伸びが小さくなった。しかし、低ひずみ域では水素吸蔵後のTBF鋼の応力ひずみ線図は水素吸蔵前の応力ひずみ線図とほぼ同様の挙動を示し、比例限度、降伏強さにおおきな変化はみられなかった。

水素脆化試験後の破面のSEM写真を図7に示す。水素吸蔵していないA鋼はR=0%、および50%の場合ともディンプル破壊を示し、水素を吸蔵するとへき開または擬へき開とディンプルの混合した破壊へと変化した。B鋼では水素吸蔵前の破面はR=0%では微細なディンプル破壊、R=50%ではディンプル破壊と擬へき開破壊が混在していた。水素吸蔵後の破面は、擬へき開破壊となり、一部では粒界破壊が確認された。一方、C鋼は、水素吸蔵前は圧下率によらずディンプル破壊と擬へき開破壊を生じ、水素吸蔵するとR=0%では擬へき開破壊と粒界破壊を、R=50%ではディンプル破壊と擬へき開破壊の混合した破面を示した。

図8にTBF鋼の水素脆化感受性 (HES) と引張強さ (TS) の関係を示す。ここで、水素脆化感受性は低いほど水素による脆化が生じないことを示している。また、図中には全伸び (TEI) の変化から求めた水素脆化感受性のほかに、絞り (RA) から求めたHESも示した。TBF鋼は引張強さが上昇するにしたがって水素脆化感受性は上昇した。B鋼、C鋼は熱間鍛造を施すことによって、水素脆化感受性が低下したが、A鋼はR=50%の熱間鍛造によって水素脆化感受性は上昇した。

一般に、水素脆化は鋼中に侵入した水素によって結晶粒界やラス境界の原子の結合力が弱められ、き裂が発生、進展して破壊が起こると考えられる¹¹⁾。また、水素は結晶粒界¹⁷⁾、ラス境界¹⁸⁾、空孔や転位上¹⁹⁾、母相/炭化物界面²⁰⁾、 γ_R 中、または母相/ γ_R 界面²¹⁾などにトラップされる。0.2% CのA鋼では、R=50%の熱間鍛造熱処理によってラス母相は現れず、微細なポリゴンフェライトが析出した。また、いずれのA鋼も炭

化物は現れなかった。R=0%のA鋼では水素吸蔵すると、水素は結晶粒界、およびラス境界にトラップされると予想される。しかし、R=50%の熱間鍛造熱処理を施したA鋼はラス境界が存在せず、水素は結晶粒界のみにトラップされる。水素吸蔵するとR=50%のA鋼は結晶粒界の水素トラップ量が増加し、結晶粒界からき裂が発生、進展して擬へき開破壊を発生したと考えられた。そのため、水素吸蔵後の熱間鍛造熱処理したA鋼の全伸びが低下し、R=0%のA鋼よりも水素脆化感受性が上昇したと考えられた。

R=0%の0.3% CのB鋼および0.4% CのC鋼は微細均一なラス組織を有していた(図2)ため、吸蔵した多くの水素はラス境界にトラップされ、水素はTBF鋼中に均一に存在したことが考えられる。しかし、強度上昇によりラス母相の転位密度が上昇し、その転位上に吸蔵した水素量が増加した。引張試験によって転位がすべり運動して、水素をラス境界や結晶粒界に運搬したため、擬へき開破壊や粒界破壊を発生したと考えられた。一方、R=50%の熱間鍛造熱処理を施すと、B鋼、C鋼ともラス組織は短くなった。B鋼、およびC鋼は水素を吸蔵することのできるラス境界が増加して、ラス境界の水素濃度が低下したため、ラス境界からのき裂の発生、進展を抑制して擬へき開破壊、および粒界破壊を抑制し、水素脆化感受性が低下したと考えられた。

4. 結言

超高強度低合金TRIP鋼を自動車用鍛造部品に適用することを目的として、0.2-0.4% C-1.5% Si-1.5% Mnの化学組成を有する超高強度低合金TRIP鋼の水素脆化特性に及ぼす熱間鍛造の影響を調査した。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) 熱間鍛造熱処理を施したTBF鋼の母相は、0.2% C鋼では母相は微細なポリゴンフェライト、0.3% C鋼、および0.4% C鋼では微細なラス組織となった。

(2) TBF鋼は熱間鍛造熱処理することによって強度は若干上昇するが、全伸びが小さくなった。

(3) 水素脆化感受性は0.2% C鋼では熱間鍛造熱処理によって上昇し、0.3% C鋼、および0.4% C鋼で低下した。熱間鍛造熱処理を施した0.2% C鋼の水素脆化感受性上昇は、母相が微細なポリゴンフェライトとなり、結晶粒界にトラップされた水素濃度が上昇したこと、0.3% C鋼、0.4% C鋼の水素脆化感受性低下は熱間鍛造熱処理によってラス母相の長さ短くなり、微細均一な組織が得られたことに起因したと考えられた。

謝辞

本研究をご支援いただきました、公益財団法人天田財団ならびに供試鋼を提供していただいた信州大学工学部教授杉本公一先生に深く感謝いたします。

参考文献

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush: The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels, *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252-259.
- 2) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: Ductility and Strain-Induced Transformation in a High-Strength Transformation-Induced Plasticity-Aided Dual-Phase Steel, *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085-3091.
- 3) O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii and J. Zhao: Effect of Retained Austenite on Formability of High Strength

- Sheet Steels, *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110-1116.
- 4) K. Sugimoto, J. Sakaguchi, T. Iida and T. Kashima: Stretch-flangeability of a High-strength TRIP Type Bainitic Sheet Steel, *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920-926.
 - 5) K. Sugimoto, M. Tsunazawa, T. Hojo and S. Ikeda: Ductility of 0.1-0.6C-1.5Si-1.5Mn Ultra High-strength TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix, *ISIJ Int.*, **44** (2004), 1608-1614.
 - 6) K. Sugimoto, R. Kikuchi, M. Tsunazawa, S. Hashimoto, T. Kashima and S. Ikeda: The Effects of Heat treatment Conditions on Stretch-flangeability and Bendability of High-strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels with Annealed Martensitic Matrix, *Tetsu-to-Hagane*, **89** (2003), 1065-1070.
 - 7) K. Sugimoto, A. Kanda, R. Kikuchi, S. Hashimoto, T. Kashima and S. Ikeda: Ductility and formability of Newly Developed High Strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels with Annealed Martensite Matrix, *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910-915.
 - 8) S. Song, K. Sugimoto, M. Kobayashi, H. Matsubara and T. Kashima: Impact Properties of Low Alloy TRIP Steels, *Tetsu-to-Hagane*, **86** (2000), 563-569.
 - 9) S. Song, K. Sugimoto, S. Kandaka, A. Futamura, M. Kobayashi and Y. Masuda: Effects of Prestraining on High Cycle Fatigue Strength of High Strength Low Alloy TRIP Steels, *J. Soc. Mat. Sci., Japan*, **50** (2001), 1091-1097.
 - 10) K. Sugimoto, S. Song, K. Inoue, M. Kobayashi and Y. Masuda: Effects of Prestraining on Low Cycle Fatigue Properties of High Strength Low Alloy TRIP Steels, *J. Soc. Mat. Sci., Japan*, **50** (2001), 657-664.
 - 11) 松山晋作: 遅れ破壊, 日刊工業新聞社, (1989), 18.
 - 12) 椿野晴繁, 原田 久: 鋼中水素透過挙動に対する残留オーステナイトの影響, 遅れ破壊解明の新展開, 日本鉄鋼協会編, (1997), 138.
 - 13) T. Hojo, S. Song, K. Sugimoto, A. Nagasaka, S. Ikeda, H. Akamizu and M. Mayuzumi: Hydrogen Embrittlement of Ultra High Strength Low Alloy TRIP-aided Steels, *Tetsu-to-Hagane*, **90** (2004), 177-182.
 - 14) T. Hojo, K. Sugimoto, Y. Mukai, H. Akamizu and S. Ikeda: Hydrogen Embrittlement Properties of Ultra High-Strength Low Alloy TRIP-Aided Steels with Bainitic Ferrite Matrix, *Tetsu-to-Hagane*, **92** (2006), 83-89.
 - 15) T. Hojo, K. Sugimoto, Y. Mukai and S. Ikeda: Effects of Aluminum on Delayed Fracture Properties of Ultra High-strength Low Alloy TRIP-aided Steels, *Tetsu-to-Hagane*, **93** (2007), 234-239.
 - 16) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, 日刊工業新聞社, (1970), 40.
 - 17) A. Kimura and H. Kimura: Effect of Carbon on the Hydrogen Induced Grain Boundary Fracture in Iron, *J. Jpn. Inst. Met.*, **47** (1983), 807-813.
 - 18) J. L. Gu, K. D. Chang, H. S. Fang and B. Z. Bai: Delayed Fracture Properties of 1500MPa Bainite/Martensite Dual-phase High Strength Steel and Its Hydrogen Traps, *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1560-1564.
 - 19) 櫛田隆弘: 昇温分析法で観察される鋼中からの水素放出挙動と水素脆化の相関, 遅れ破壊解明の新展開, 日本鉄鋼協会編, (1997), 35-40.
 - 20) T. Tsuchida, T. Hara and K. Tsuzaki: Relationship between Microstructure and Hydrogen Absorption Behavior in a V-bearing High Strength Steel, *Tetsu-to-Hagane*, **88** (2002), 771-778.
 - 21) S. L. I. Chan, H. L. Lee and J. R. Yang: Effect of Retained Austenite on the Hydrogen Content and Effective Diffusivity of Martensitic Structure, *Metal. Trans. A*, **22A** (1997), 2579-2586.